

## 硼对 S31254 不锈钢固溶处理过程第二相溶解行为的影响

仝中伟

(山西太钢不锈钢股份有限公司制造部,太原 030003)

**摘要** 采用固溶处理研究了不同硼含量对 S31254 钢中析出相固溶时间、固溶温度的影响。得到了不同硼含量条件下的 S31254 钢第二相完全固溶所需的时间和温度。结果表明,随着硼含量的增加,所需固溶温度下降,所需固溶时间减少。当钢中硼含量为 0.002% 时,析出相的固溶温度为 1 200 ℃,固溶处理 4 h 可得到相对纯净的奥氏体组织,热加工过程在晶内和晶界析出的第二相均已重新固溶到基体中。固溶处理时,晶内第二相优先溶解,随着时间的增加,晶界处的第二相逐步溶解。

**关键词** 固溶处理 超级奥氏体不锈钢 第二相 硼

## Effect of Boron on Dissolution Behavior of Second Phase in Stainless Steel S31254 During Solid Solution Treatment

Tong Zhongwei

(Manufacture Department of Shanxi Taigang Stainless Steel Co Ltd, Taiyuan 030003)

**Abstract** The effects of boron contents on the solution time and temperature of precipitated phase in steel S31254 are studied by solution treatment. The time and temperature required for the complete solution of steel S31254 second phase under different boron contents are obtained. The results show that as the boron content increases, the required solid solution temperature and time decrease. When the boron content in the steel is 0.002%, a relatively pure austenite structure can be obtained by solid solution treatment at 1 200 ℃ for 4 hours, that is to say, the second phases precipitated in the grains and grain boundary have been re-dissolved into the matrix during the hot working process. In addition, during the solid solution treatment, the second phases in the grains preferentially dissolve, and as passage of time, the second phases at the grain boundary gradually dissolve.

**Material Index** Solution Treatment, Super Austenite Stainless Steel, Second Phase, Boron

超级奥氏体不锈钢在高温下成型,冷却速度较慢,材料中易出现大量  $\sigma$  相<sup>[1]</sup>。即使在 1 180 ℃ 固溶后材料中仍然有大量残余  $\sigma$  相,降低了材料的耐腐蚀性和机械性能<sup>[2-3]</sup>。

国内外对超级奥氏体不锈钢以及 S31254 钢等的析出相时效析出行为开展了较多研究<sup>[4-8]</sup>。结果表明,在时效时,S31254 超级奥氏体不锈钢有大量第二相析出,主要是富 Cr、富 Mo 的金属间化合物。有学者研究了硼对不锈钢组织的影响主要是通过硼在晶界的集聚,影响杂质元素 P、S 的聚集进而影响组织的<sup>[9-15]</sup>。国内外学者对 S31254 钢固溶工艺析出相的影响研究甚少,本文围绕硼对 S31254 钢固溶

过程第二相溶解行为的影响开展研究,旨在阐明硼元素对其固溶规律的作用,为材料的生产应用提供科学数据。

### 1 材料制备与试验

#### 1.1 试样成分及其制备

采用 50 kg 真空感应炉冶炼两炉 S31254 不锈钢,铸锭尺寸 120 mm × 120 mm × 400 mm,其中一炉不添加硼元素,编号为 S31254-1;另一炉添加 0.002% 的硼元素,编号为 S31254-2;主要化学成分如表 1 所示,由表 1 可知,试验所用的 S31254 钢符合 ASTM A240/240M-19 标准要求。铸锭由室温随

表 1 S31254 钢的化学成分/%  
Table 1 Chemical component of steel S31254/%

编号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N	B
ASTM A240/ A240M-19	≤0.020	≤0.80	≤1.00	≤0.030	≤0.010	19.5~20.5	17.5~18.5	6.0~6.5	0.50~1.00	0.18~0.25	-
S31254-1	0.010	0.61	0.43	0.024	0.001	20.18	18.00	6.00	0.69	0.193	-
S31254-2	0.015	0.58	0.91	0.015	0.004	20.00	18.07	6.17	0.80	0.210	0.002

炉加热到 1 250 ℃,保温时间为 40 min。采用四辊轧机将铸锭热轧为 14 mm 厚的板材,随后将材料切割为 14 mm × 14 mm × 3 mm 的试样并在不同温度下进行固溶处理。

1.2 试验方法

采用电阻加热炉对 S31254 钢热轧板进行热处理试验。试验工艺见表 2。试验结束后的试样经抛光后,采用“王水”溶液(浓盐酸与浓硝酸比例为 3:1)腐蚀试样。用金相显微镜、扫描电子显微镜观察试验后试样的微观组织。

2 试验过程及结果讨论

2.1 试样 S31254-1 超级奥氏体不锈钢固溶处理后的显微组织分析

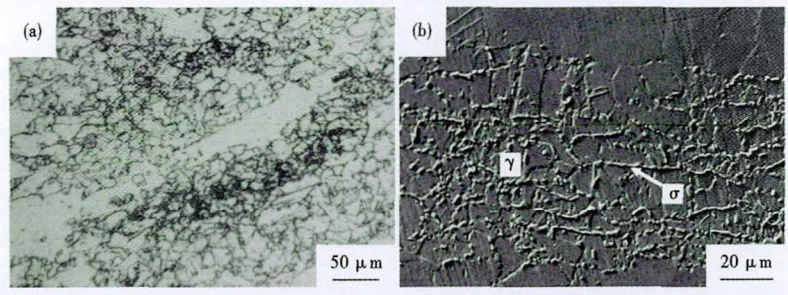


图 1 S31254-1 钢在固溶处理前的显微组织  
Fig. 1 Microstructure of steel S31254-1 before solid-solution treatment

表 2 S31254 钢的热处理试验参数

Table 2 Parameters of heat-treating experiments on steel S31254

试验温度/℃	固溶时间/h		冷却方式
1 180	1	2 4	所有试样保温结束后采用直接水冷方式冷却
1 200	1	2 4	用直接水冷方式冷却

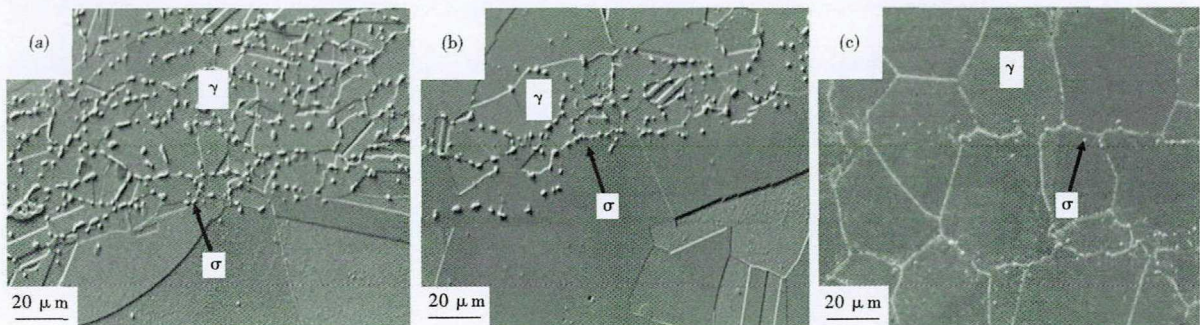


图 2 S31254-1 钢 1 180 ℃ 固溶处理(a) 1 h,(b) 2 h 和(c) 4 h 的显微组织  
Fig. 2 Microstructure of steel S31254-1 solid-solution treated at 1 180 ℃ for (a) 1 h,(b) 2h and (c) 4 h

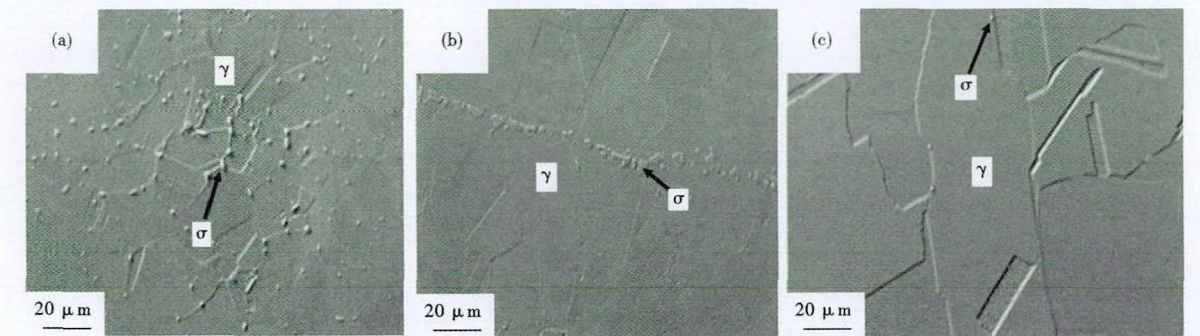


图 3 S31254-1 钢 1 200 ℃ 固溶处理(a) 1 h,(b) 2 h 和(c) 4 h 的显微组织  
Fig. 3 Microstructure of steel S31254-1 solid-solution treated at 1 200 ℃ for (a) 1 h,(b) 2 h and (c) 4 h

图 1 为固溶处理前试样的微观组织结构,可以看到组织由奥氏体、析出相组成,析出相主要集中于变形量较大的区域,沿晶界连成网状分布。

参考 ASTM A480,本试验选取 1 180 ℃ 作为固溶的温度开始值,首先对试样 S31254-1 在 1 180 ℃ 的条件下进行固溶处理。

图 2 试样 S31254-1 在 1 180℃ 下固溶处理后的显微组织,可以看到组织由奥氏体和析出相组成。由图 2(a) 可以看出未添加硼的试样在固溶 1 h 后组织中仍存在大量的析出相,由于固溶温度不够高且时间短,造成析出相未能完全溶解。图 2(b) 表明固溶处理 2 h 后析出相有一定的回溶,但仍然存在大量析出

相。图 2(c)表明,当固溶时间达到 4 h 后,原析出相已基本完全溶解,晶内已看不到析出相,仅在晶界处可以看到极少数残存的析出相。

图 3 为试样 S31254-1 在 1 200 °C 下固溶处理后的显微组织,当固溶温度提高到 1 200 °C 时,析出相的溶解速度明显增加。与 1 180 °C 相比,时效时间 1 h 已经有大量的析出相溶解;固溶 4 h 后几乎看不到析出相,但此时晶粒长大明显。

### 2.2 试样 S31254-2 超级奥氏体不锈钢固溶处理后的显微组织分析

图 4 为固溶处理前试样 S31254-2 的微观组织结构,可以看到组织由奥氏体、析出相组成,与无硼试样

(图 1)相比,析出相数量、大小、聚集程度均有明显的减弱。

图 5 为试样 S31254-2 在 1 180 °C 下固溶处理后的显微组织,可以看出,在 1 180 °C 下,固溶 2 h 后第二相虽有减少,但基体中仍然存在一些细小的未溶的第二相,晶界存在的第二相也逐渐减少。当固溶时间延长到 4 h 时,尽管沿晶界仍然存在析出相,但是析出相已经变得细小、断续分布。与未添加硼的 S31254-1 试样相比,含硼超级奥氏体不锈钢中的析出相更容易回溶进入奥氏体基体。

图 6 为试样 S31254-2 在 1 200 °C 下固溶处理后的显微组织,可以看出,在 1 200 °C 下第二相的溶解更快,固溶时间为 1 h,第二相已明显减少,当固溶时间延长到 4 h 后,晶内、晶界均未发现析出相的存在,但是晶粒发生了长大。

### 2.3 超级奥氏体不锈钢中析出相成分分析

图 7 为经过 1 200 °C 固溶处理 1 h 的能谱图。对比来看,加硼后析出相确实明显得到了改善。从能谱图及电子探针测量结果均表明,S31254-2 试样  $\sigma$  相中的 Mo 含量为 10.88%,低于 S31254-1 试样的 18.04%,即加硼可以降低第二相中的钼含量;这也表明

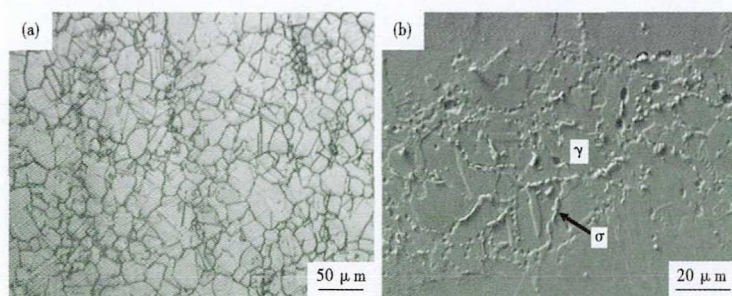


图 4 S31254-2 钢固溶处理前的显微组织形貌

Fig.4 Morphology of microstructure of steel S31254-2 before solid-solution treatment

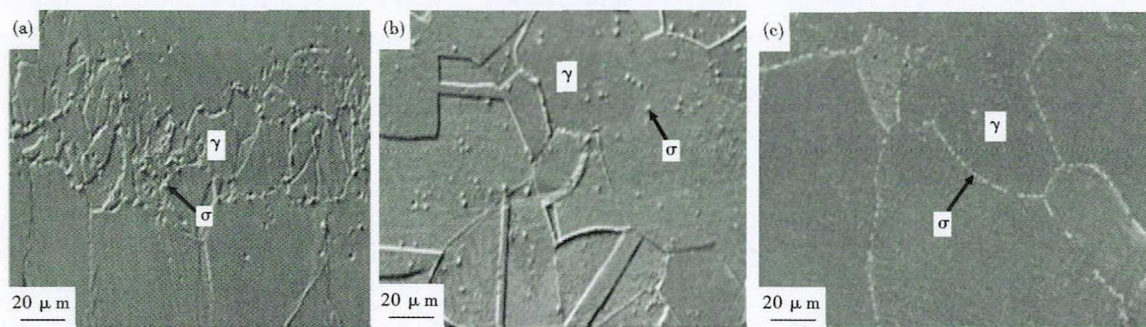


图 5 S31254-2 钢 1 180 °C 固溶处理(a) 1 h,(b) 2 h 和(c) 4 h 的显微组织

Fig.5 Microstructure of steel S31254-2 solid-solution treated at 1 180 °C for (a) 1 h,(b) 2 h and (c) 4 h

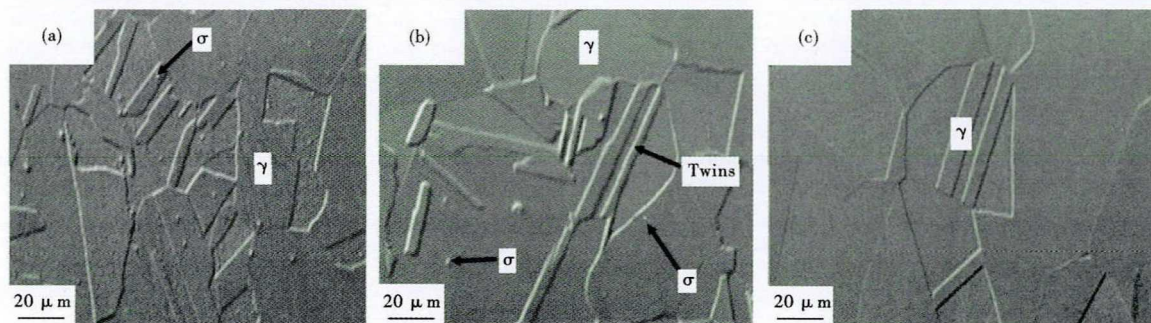


图 6 S31254-2 钢 1 200 °C 固溶处理(a) 1 h,(b) 2 h 和(c) 4 h 的显微组织

Fig.6 Microstructure of steel S31254-2 solid-solution treated at 1 200 °C for (a) 1 h,(b) 2 h and (c) 4 h

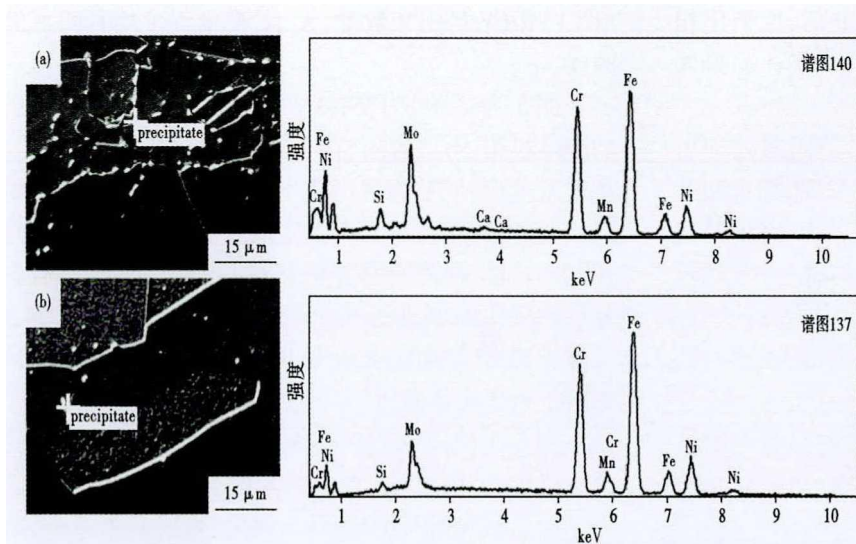


图 7 未加硼 S31254-1 钢 (a) 和加硼 0.002% S31254-21 钢 (b) 1 200 °C 固溶处理 1 h 的能谱图

Fig. 7 EDS diagram of non-adding boron steel S31254-1 (a) and adding 0.002% boron steel S31254-2 (b) solid-solution treated at 1 200 °C for 1 h

回溶时,加硼试样的第二相的 Mo 含量降低,有利于第二相的快速溶解。

通过上述试验可以发现,第二相的溶解是由初始较大尺寸开始逐渐溶解,属于元素再分配。不添加硼的材料在固溶过程中,细小的第二相优先溶解,组织

中局部位置出现大块状第二相,最后块状的第二相才逐渐溶解。添加硼后第二相的溶解速度明显增加,第二相由块状逐渐溶解形成细小的针状和点状,最后完全溶解。添加硼后,第二相的溶解时间明显缩短。

因此添加 0.002% 的硼对第二相的固溶有促进作用,这主要是由于硼在晶界的偏聚使钼元素的扩散能力得到增加,进而也促进了第二相的溶解。

### 3 结论

(1) S31254 试样由  $\sigma$  析出相和奥氏体组成,S31254-1 试样中析出相的 Mo 含量明显高于 S31254-2,且 S31254-1 试样中  $\sigma$  相的数量多、尺寸大,主要集中于晶界处。

(2) S31254-2 试样中析出相的回溶速度明显快于 S31254-1 试样,同时硼还可降低超级奥氏体不锈钢析出相回溶的温度,即在较低的温度下,就可使得析出相全部回溶到奥氏体基体中。

### 参考文献

- [1] 陆世英. 不锈钢[M]. 北京:原子能出版社,1995:119-126.
- [2] 欧阳明辉,刘焕安,叶际宣. 燃煤电厂烟气脱硫系统湿烟囱的腐蚀及防护[J]. 电力科技与环保,2014,30(5):12-16.
- [3] 陆世英. 超级不锈钢和高镍耐蚀合金[M]. 北京:化学工业出版社,2000:94-101.
- [4] Phillips N S L, Chumbley L Scott, Gleeson B. Phase Transformations in Cast Superaustenitic Stainless Steels[J]. Journal of Materials Engineering and Performance,2009,18(9):1285-1293.
- [5] Han Y, Liu C, Zou D, et al. Deformation Behavior and Microstructural Evolution of as-cast 904L Austenitic Stainless Steel During hot Compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 565: 342-350.
- [6] 王冬,邹德宁,韩英,等. 254SMo 和 2507 超级不锈钢中的  $\sigma$  析出相[J]. 材料热处理学报,2016,37(5):103-109.
- [7] 韩培德,白晋钢,李洪飞,等. 奥氏体不锈钢中 Mo 元素分布与  $\sigma$  相析出规律[C]. 材料科学中的数学应用研讨会论文集,河北保定:2010,8:521-55.
- [8] Pu En-xiang, Feng Han, Liu Min, et al. Constitutive Modeling for Flow Behaviors of Super Austenitic Stainless Steel S32654 during Hot Deformation[J]. Iron and Steel Research International, 2016,23(2): 178-184.
- [9] 山本定弘,小林泰男. 高 Mo オーステナイト系ステンレス鋼の熱間加工性におよぼす Ni, B の影響[J]. 鉄と鋼,1992,78(10): 1609-1616.
- [10] Asahi H. Effects of Mo Addition and Austenitizing Temperature on Hardenability of Low Alloy B-added Steels[J]. ISIJ International, 2002,42(10):1150-1155.
- [11] Uzunsay D. Investigation of Dry Sliding Wear Properties of Boron Doped Powder Metallurgy 316L Stainless Steel[J]. Materials & Design,2010,31(8):3896-3900.
- [12] Sulima I. Role of Boron Addition on the Consolidation and Properties of Steel Composites Prepared by SPS[J]. Bulletin of Materials Science,2015,38:1831-1841.
- [13] Mahathanabodee S, Palathai T, Raadnui S, et al. Effects of Hexagonal Boron Nitride and Sintering Temperature on Mechanical and Tribological Properties of SS316L/h-BN Composites[J]. Materials & Design, 2013,46: 588-597.
- [14] Takahashi J, Ishikawa K, Kawakami K, et al. Atomic-Scale Study on Segregation Behavior at Austenite grain Boundaries in Boron-and Molybdenum-added Steels[J]. Acta Materialia,2017,133:41-54.
- [15] Karlsson L, Andren H O, Norden H. Grain Boundary Segregation in an Austenitic Stainless Steel Containing Boron-an Atom-probe Study[J]. Scripta Metallurgica. 1982,16(3):297-302.

仝中伟(1971-),男,工程师,1997年包头钢铁学院(本科)毕业,不锈钢产品制造工艺研究与管理。  
E-mail:pplgjh@tisco.com.cn

收稿日期:2020-4-10